

ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ЧИННИКІВ НАФТОГАЗОПРОВОДІВ НА ЦИКЛІЧНУ ТРИЩИНІСТІЙКІСТЬ СТАЛІ 17Г1С

Ю.Д.Петрина, Д.Ю.Петрина, С.С.Вуйцік

ІФНТУНГ; 76019, м. Івано-Франківськ, вул. Карпатська, 15, тел. (03422) 43024,
e-mail: public@nimg.edu.ua

Під час експлуатації нафтогазопроводи зазнають дії змінних навантажень різних режимів, інтенсивності, частоти та асиметрії циклу. Всі ці умови експлуатації істотно впливають на міцність і довговічність трубопроводів. Тому в даній роботі вивчено закономірності втомного руйнування сталі 17Г1С, з якої, в основному, виготовляють трубопроводи, за різних умов їх експлуатації.

Ключові слова: трубна сталь 17Г1С, змінні навантаження, частота та асиметрія циклу, втомне руйнування, втомні тріщини.

При експлуатації нафтегазопроводи поддаються воздействию переменных нагрузок различных режимов, интенсивности, частоты и асимметрии цикла. Все эти условия эксплуатации существенно влияют на прочность и долговечность трубопроводов. В данной работе рассматриваются закономерности усталостного разрушения стали 17Г1С, применяющиеся для изготовления трубопроводов в различных условиях их эксплуатации.

Ключевые слова: трубная сталь 17Г1С, переменные нагрузки, частота и ассиметрия цикла, усталостное разрушение, усталостные трещины.

During exploitation oil-and-gas pipelines to give in to action variables load of different conditions, activity, frequencies and skewness of cycle. All this conditions of exploitation essentially have an influence on strength and durability of pipelines. Therefore in this work studies regularities fatigue breakdown of steel 17Г1С, from which, in general, produced pipelines, by different conditions of their exploitation.

Keywords: pipe steel 17Г1С, changeable weightings, frequencies skewness of cycle, fatigue breakdown, fatigue cracks.

Оцінювання експлуатаційної надійності нафтогазопроводів є особливо актуальним завданням для України, адже непрогнозовані руйнування таких конструкцій приводить до значних економічних втрат і тяжких екологічних наслідків. Слід враховувати, що нафтогазопроводи експлуатуються при різних видах напруженого стану, на них діють змінні навантаження різних режимів, інтенсивності, частоти й асиметрії циклу тощо. Дослідження впливу таких умов експлуатації на характеристики опору втомного руйнуванню стають необхідними й актуальними для визначення залишкового ресурсу об'єктів тривалої експлуатації.

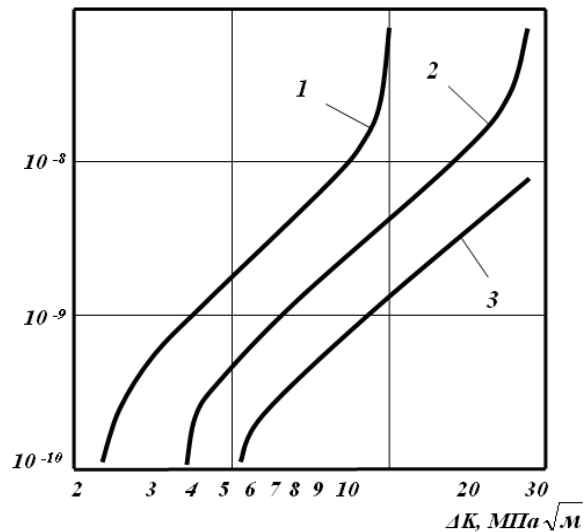
Один з головних механічних факторів, що впливає на кінетику докритичного росту втомних тріщин в сталях, є асиметрія циклу [1].

Проведені нами дослідження на зразках з сталі 17Г1С виявили складний характер впливу асиметрії циклу на закономірності поширення втомних тріщин. З кінематичних діаграм втомного руйнування (КДВР), зображених на рисунку 1, видно, що зростання додатної асиметрії циклу від 0,1 до 0,7 підвищує швидкість росту втомної тріщини на I і III ділянках КДВР. Це спостерігається зі збільшенням R, яке викликає спад як порогового розмаху ΔK_{th} , так і параметру K_{fc} , що відповідає умовам кінцевого руйнування зразка. Водночас на II ділянці КДВР кінетика стабілізується (рис. 2). Незалежно від величини асиметрії, середня ділянка діаграми свідчить про сталість коефіцієнтів

C і n рівняння Періса. Відзначимо, що зростання додатного R зменшує пороги втоми сталі.

Частота навантаження – це також один з основних показників умов експлуатації конструкцій, що працюють в режимі втомних навантажень [2].

$d_a/d_N, \text{ м/цикл}$



1 – R = 0,7; 2 – R = 0,37; 3 – R = 0,1

Рисунок 1 – Вплив асиметрії циклу напружень на швидкість росту втомної тріщини в сталі 17Г1С

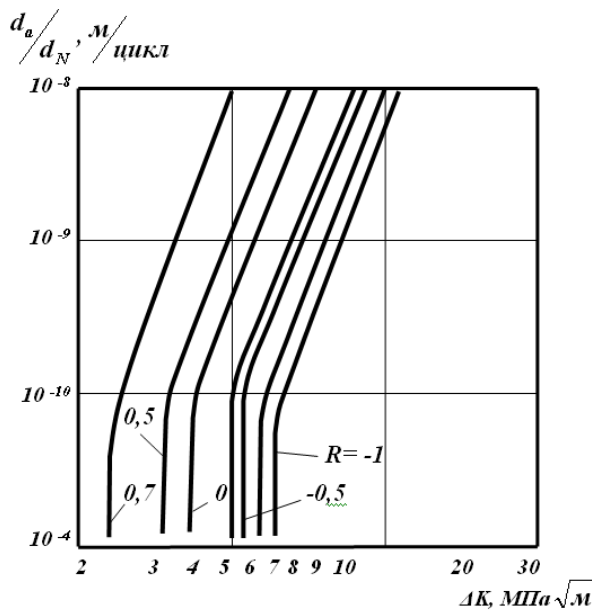
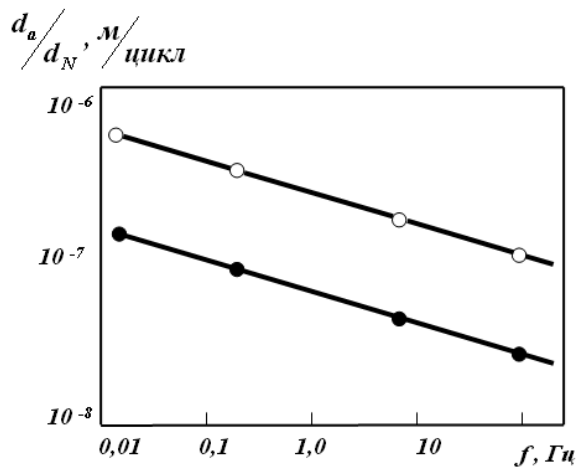


Рисунок 2 – Сукупність КДВР, що характеризують вплив асиметрії циклу на циклічну тріщиностійкість сталі 17Г1С

Результати досліджень впливу частоти навантаження на швидкість росту втомної тріщини (ШРВТ) в сталі 17Г1С зображені на рис. 3. Зниження частоти навантажень на два порядки приводить до збільшення ШРВТ в 2-3 рази.



○ – $\Delta K = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; ● – $\Delta K = 22 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$

Рисунок 3 – Вплив частоти навантаження на ШРВТ в сталі 17Г1С

На закономірності втомного руйнування сталей істотний вплив має також температура випробовувань [3-7]. Враховуючи те, що температура експлуатації нафтогазопроводів змінюється в досить вузькому діапазоні (від ~353К до ~233К), температурні випробовування провели за крайніх значень цього діапазону. Результати впливу температури випробовувань на циклічну тріщиностійкість сталі 17Г1С приведені на рис. 4. Як бачимо, у разі пониження температури за невисоких рівнів розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) ΔK , близьких до порогових, ШРВТ зменшується, а

за високих ΔK , навпаки, зростає. При цьому поріг втоми за низької температури зростає, а критичний КІН – падає. Тому КДВР, отримані при різних температурах, перетинаються в середньоамплітудній області.

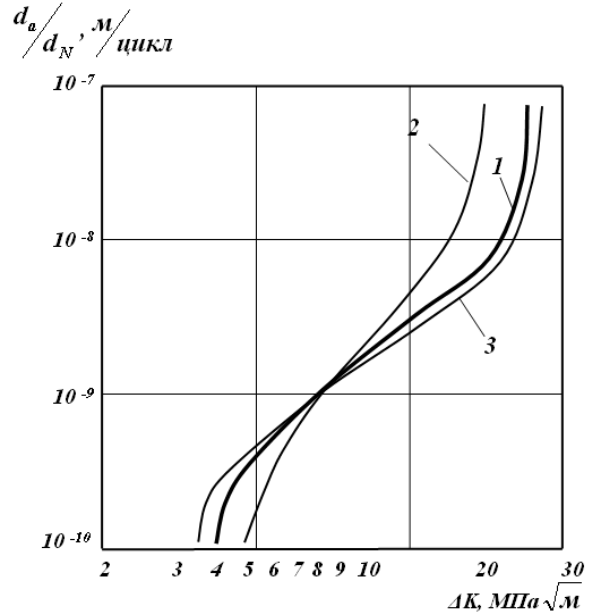


Рисунок 4 – КДВР сталі 17Г1С за температури 293К(1), 233К(2), 353К(3)

Слід звернути увагу на те, що дані про вплив температури на ШРВТ часто суперечливі. Так, роботи [4, 5] свідчать, що з пониженням температури ШРВТ зменшується, в роботі [6] – збільшується, а в роботі [7] – практично не змінюється. Подальші дослідження [3] свідчать: неоднозначність впливу температур на опір матеріалів поширенню втомної тріщини пояснюється тим, що ШРВТ залежить від амплітуди навантаження, температури випробовувань, структури та фазового складу матеріалу.

Серед геометричних чинників (тип зразка, товщина, висота) основний вплив на показники циклічної тріщиностійкості сталей має товщина зразків, оскільки вона визначає напружено-деформований стан матеріалу у вершині тріщини.

Дані про вплив товщини зразків на ріст втомних тріщин досить суперечливі. Автори [8,9] відзначають підвищення ШРВТ із збільшенням товщини зразків, [10, 11] – зменшення ШРВТ, а [12] вважають ШРВТ незалежною від товщини зразків. Такі міркування, очевидно, обумовлені широким спектром досліджуваних товщин матеріалів і рівнів їх міцності. Важливу роль тут відіграють також відмінності в умовах випробовувань зразків.

Механічні випробовування проводили за двома схемами:

- 1) чотириточковий згин зразків;
- 2) розтяг зразків з одностороннім надрізом.

На рисунку 5а зображені результати досліджень, отримані за навантаження чотириточковим згином. Зразки товщиною 2 мм мали найнижчу ШРВТ. З ростом товщини зразків ШРВТ суттєво підвищується. Однак цей ефект спосте-

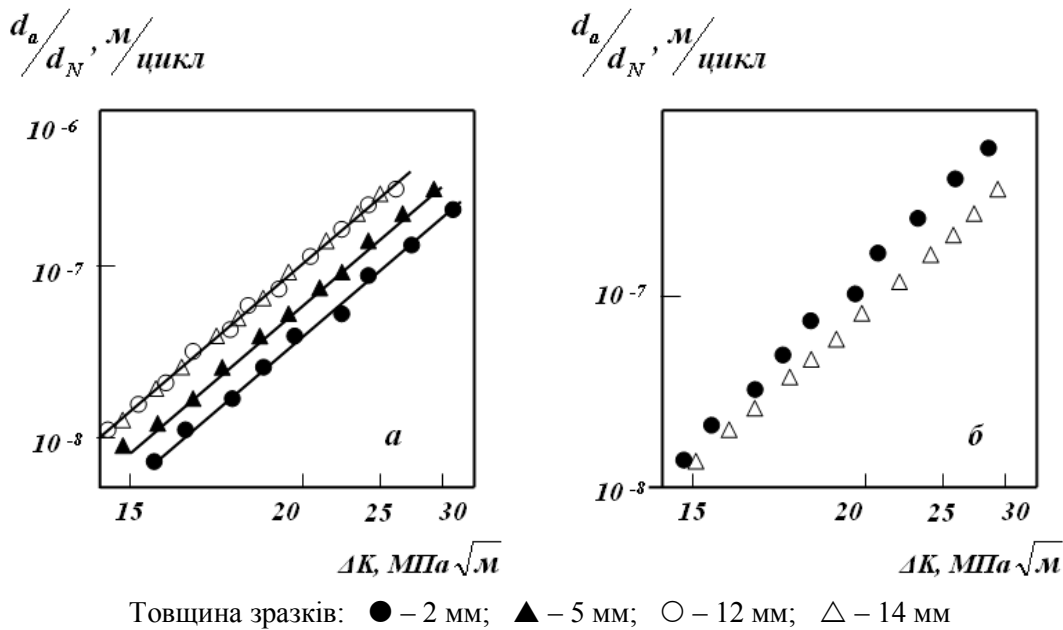


Рисунок 5 – Вплив товщини зразків на ШРВТ в сталі 17Г1С за навантаження чотириточковим згином (а) і розтягом зразків з одностороннім надрізом (б)

рігається до тих пір, поки товщина зразків не перевищуватиме 12 мм. Подальше збільшення товщини сталей майже не змінює ШРВТ.

У ході випробовування зразків за другою схемою (розтяг зразків з одностороннім надрізом) результати досліджень є протилежними: в тонких зразках (товщиною 2 мм) ШРВТ була вищою, ніж в товстих (14 мм). До того ж відзначимо, що ШРВТ в товстих зразках (14 мм), навантажених розтягом, була вищою, ніж в зразках тієї ж товщини, навантажених згином.

Макробудови зламів зразків, навантажених згином і розтягом, суттєво відрізнялися між собою. При навантаженні згином, незалежно від товщини зразків, ріст втомних тріщин відбувається з утворенням прямого зламу, а за другою схемою навантаження утворюється косий злам. Шляхом мікрофрактографічного аналізу встановлено, що в обох випадках навантаження на плоских ділянках зламів переважає борознистий мікрорельєф. Підвищення ШРВТ інтенсифікує розвиток в'язкого ямкового механізму, властивого росту втомної тріщини за статичного навантаження. Збільшення площі областей ямкового руйнування у втомному зламі відображає перехід від плоскодеформованого до плосконапруженого стану матеріалу у вершині тріщини [10]. Для зразків, навантажених згином, незалежно від їх товщини, кут нахилу експериментальних залежностей на КДВР, який визначає величину показника n в рівнянні Періса, практично постійний. З цього випливає: якщо тріщина росте з утворенням втомних боріздов, зміна напружено-деформованого стану біля її вершини при зміні товщини зразків не впливає на опір втомному руйнуванню. В процесі формування косоного зламу (тобто в зразках товщиною 2 мм, які пройшли випробовування розтягом) ріст втомних тріщин відбувається за двома механізмами: зсувом і шля-

хом формування плоских ділянок ямкового руйнування. Отже, в зламі наявні ознаки плосконапруженого стану матеріалу. Це відображається в ШРВТ (див. рис. 5б).

Тож існує, як мінімум, три чинники, здатні вплинути на ШРВТ шляхом зміни геометрії зразків: напруженодеформований стан матеріалу у вершині тріщини, його мікроструктура та умови навантаження зразків.

Окрім товщини зразків досліджено вплив на ШРВТ її ширини. Збільшення ширини зразків від 60 мм до 150 мм при її товщині 10 мм практично не вплинуло на швидкість росту тріщин.

Вивчення розвитку корозійно-втомних тріщин у металах вимагає побудови залежностей їх швидкості росту da/dN від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK_1 та знання електрохімічних характеристик системи "метал-середовище". Це дає можливість визначити кінетику реальних тріщин, ресурс конструкції. Однак, більшість отриманих результатів емпіричні. Вони не дозволяють побудувати аналітичні залежності, в які б входили не тільки параметри напружено-деформованого стану зразка, а й системи "метал-середовище".

В роботах [13-15] на базі певних припущень зроблено спробу побудувати модель і розрахункові залежності росту корозійно-втомних тріщин у металевих конструкціях. Для визначення лінійного значення швидкості $\frac{da}{dN}$ запропонований вираз

$$\frac{da}{dN} = V_H = \frac{B_1(K_{1max} - K_{th})^2 \left[(K_{1max} - K_{th})^2 + B_2 C_H \right]}{2\pi\sigma_{of}^2 (K_{fc}^2 - K_{1max}^2 - B_3 C_H)} \quad (1)$$

Вважаючи $pH = const$ і $K_{1max} \gg K_{th}$, підставляють в (1) значення концентрації водню C_H на поверхні вершини корозійної тріщини:

$$C_H = A^* f_o^{1/4} (R_o V)^{-1/4} \times (A_1 - 0,059 pH + A_o \varepsilon_{fc} K_1^2 K_{fc}^{-2})^{1/4} \quad (2)$$

У результаті отримали вираз

$$V_H = \left\{ B_1 K_{1max}^2 \cdot \left[K_{1max}^2 + B_2 A^* f_o^{1/4} (R_o V_H)^{1/4} \times (A_1 - 0,06 pH + A_o \varepsilon_{fc} K_{1max}^2 K_{fc}^{-2})^{1/4} \right] \right\} \times \left\{ 2\pi \sigma_{of}^2 \cdot \left[K_{fc}^2 - K_{1max}^2 - B_3 A^* f_o^{1/4} (R_o V_H)^{-1/4} \times (A_1 - 0,06 pH + A_o \varepsilon_{fc} K_{1max}^2 K_{fc}^{-2})^{1/4} \right] \right\}^{-1} \quad (3)$$

Рівняння (3) відносно V_H було пов'язане методом послідовних наближень. За нульове наближення було вибрано значення V_H по формулі (1) при $C_H = 0$. Підставивши його в (3), перше наближення подане в такому вигляді

$$V_H = \left\{ B_1 K_{1max}^2 \cdot \left[B_1^{1/4} K_1^3 + B_2' (K_{fc}^2 - K_{1max}^2)^{1/4} \times (B_{21} + B_{22} K_{1max}^2)^{1/4} \right] \right\} \times \left\{ 2\pi \sigma_{of}^2 \cdot \left[B_1^{1/4} K_{1max} \cdot (K_{fc}^2 - K_{1max}^2) - B_3' (K_{fc}^2 - K_{1max}^2)^{1/4} (B_{21} + B_{22} K_{1max}^2)^{1/4} \right] \right\}^{-1};$$

$$B_2' = (2\pi)^{1/4} \sqrt{\sigma_{of}} B_2 R_o^{-1/4} f_o^{1/4} A^*;$$

$$B_3' = B_3 (2\pi)^{1/4} A^* f_o^{1/4} \sqrt{\sigma_{of}} R_o^{-1/4}; \quad (4)$$

$$B_{21} = A_1 - 0,06hH; B_{22} = A_o \varepsilon_{fc} K_{fc}^{-2},$$

де: $B_1, B_2, B_3, A_o, A_1, A^*$ – константи матеріалу; K_{1max} – коефіцієнт інтенсивності напружень для півколової тріщини; R_o – коефіцієнт асиметрії циклу; f_o – частота циклів; K_1 – коефіцієнт інтенсивності напружень, що описує поле напружень та деформацій біля вершини тріщини; K_{th} – порогове значення коефіцієнта інтенсивності напружень, нижче якого тріщина не росте; K_{fc} – критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень, при якому відбувається остаточне руйнування зразка; ε_{fc} – критична величина деформації при циклічному розтязі; σ_{of} – циклічна характеристика матеріалу; pH – водневий показник розчину.

Співвідношення (4) вперше було використано для вивчення втомного росту тріщини в сталі 12Х1МФ [16]. Випробування проводилось при частоті циклів 0,17Гц, $R = 0$, за температури 353К. Робочим середовищем слугував амі-

ачний водний розчин з домішками HCl до pH 4,6. Вважається, що середовище в середньо-амплітудній області навантаження впливає на ріст тріщин за механізмом водневого окрихнення.

Аналіз розрахункових і експериментальних даних вказав на придатність запропонованого підходу для побудови розрахункової моделі корозійно-втомного поширення тріщин.

Це ж підтвердили і результати наших випробувань, що проводились на зразках зі сталі 17Г1С (рис. 6).

$\frac{da}{dN}, \text{ м/цикл}$

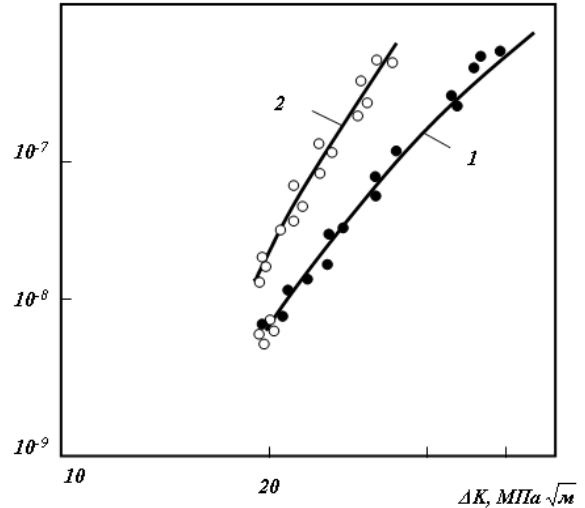


Рисунок 6 – Залежність $\frac{da}{dN}$ для сталі 17Г1С при випробуванні на повітрі (1) та в середовищі (2)

Отже, співвідношення (4) можна використовувати для вивчення росту втомних тріщин в сталі 17Г1С як на повітрі, так і в робочих середовищах для значень ΔK_1 (відповідають прямолінійній ділянці КДВР).

Відзначимо лише, що випробування проводились за частоти циклів 0,15Гц, $R = 0$ і температури 293К.

Запропонована модель відтворює тільки зниження циклічної тріщиностійкості сталей за механізмом водневого окрихнення. Під час роботи в робочих середовищах необхідно також враховувати гальмівний ефект середовища, обумовлений послабленням напружено-деформованого стану через розгалуження та підсилення закриття тріщин [17]. Тому подальший розвиток таких теоретичних досліджень є достатньо перспективним.

Отже, розвиток втомного руйнування – складний процес, що залежить від багатьох чинників, тому встановлення достовірних параметрів, які його описують в матеріалах нафтогазопроводів, повинно відбуватися в умовах, максимально наближених до експлуатаційних. Отримані в результаті цього значення характеристик циклічної тріщиностійкості дозволять найбільш точно описувати кінетику росту втомних тріщин в матеріалах нафтогазопроводів.

Література

- 1 Ясній П.В. Пластично деформовані матеріали: втомі і тріщинотривкість / П.В. Ясній. – Львів: Світ, 1998. – 292 с.
- 2 Ткач А.Н. Влияние частоты, асимметрии нагружения и структуры стали 10ГН2МФА на закрытие и рост трещин вблизи порога ΔK_{th} / А.Н. Ткач, Ю.Н. Ленец // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – № 4. – С.60-67.
- 3 Развитие усталостного разрушения в листової малоуглеродистой стали при комнатной и низкой температурах / С.Я. Ярема, А.Я. Красовский, О.П. Остащ, В.А. Степаненко // Проблемы прочности. – 1977. – № 3. – С.21-26.
- 4 Clark W.G. Influence of temperature and section size on fatigue crack growth behaviour in Ni-Mo-V alloy steel / W.G. Clark, H.E. Trout // Eng. Fract. Mech. – 1970. – 2, № 2. – P. 107-123.
- 5 Трощенко В.Т. Исследование закономерностей усталостного и хрупкого разрушения стали 15Г2АФДпс при низких температурах / В.Т. Трощенко, В.В. Покровский // Проблемы прочности. – 1973. – № 3. – С. 11-17.
- 6 Anctil A.A. Effect of tempering temperature on fatigue crack propagation in 4340 steel / A.A. Anctil, E.B. Kula // Effect of Environment and Complex Load History on Fatigue Life. – Philadelphia (Pa): Pergamon press, 1970. – P. 297 – 317. – (ASTM; STP 462).
- 7 Wei R.P. The influence of temperature on fatigue crack growth in a mild annealed Ti-6Al-4V alloy / R.P.Wei, D.L.Ritter // J.Mater. – 1972. – 7, № 2. – P. 240-250.
- 8 Barsom J.M. Fatigue crack propagation in high yield strength steel / J.M. Barsom, E.J. Imhof, S.T. Rolfe // Eng. Fract. Mech. – 1971. – 2. – P. 301-317.
- 9 Thielen P.N. Fatigue crack propagation in 4140 steel / P.N. Thielen, E.F. Morris // Met. Trans. – 1975. – A6, № 11. – P. 2133-2141.
- 10 Jack A.R. Effects of thickness on fatigue crack initiation and growth in notched mild steel specimens / A.R.Jack, A.T.Price // Acta met. – 1972. – 20, № 7. – P. 857-866.
- 11 Ritchie R.O. Effects of thickness on fibrous fracture from a notch and af fatigue crack propagation in low strength steel / R.O. Ritchie, R.E. Smith, H.F. Knott // Met. Sci. – 1975. – 9. – P. 485-492.
- 12 Griffith J.R. The influence of thickness on fatigue crack propagation rates in a low alloy steel weld metal above and below general yield / J.R. Griffith, C.E. Richards // Mater. Sci. and Eng. – 1973. – 11. – P.305-310.
- 13 Андрейкив А.Е. Теоретические аспекты кинетики водородного охрупчивания металлов / А.Е. Андрейкив, В.В. Панасюк, В.С. Харин // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – № 3. – С. 3-23.
- 14 Панасюк В.В. Расчётная модель роста трещины в металлах при воздействии водорода / В.В. Панасюк, О.Е. Андрейкив, О.И. Обухивский // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – № 3. – С. 3-6.
- 15 Никифорчин Г.М. Кінетичні рівняння корозійно-втомного руйнування тонких металічних пластин / Г.М. Никифорчин, З.О. Терлецька // Доповіді НАНУ. – 1994. – № 11. – С. 41-46.
- 16 Панасюк В.В. Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень // В.В. Панасюк, І.М. Дмитрах // Львів: Ред. ж. фіз.-хім. механіки матеріалів, 1999. – 340 с.
- 17 Романив О.Н. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин, Н.А. Махутов, М.М. Стадник. – К.: Наукова думка, 1990. – 680 с.

Стаття постуила в редакційну колегію
22.07.09

Рекомендована до друку професором
Грудзом В.Я.